

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.

===== WPI =====

TI - Heat resistant steel for steam turbine rotors - contains nickel, chromium, molybdenum, vanadium, tungsten, niobium and/or tantalum etc.
 AB - J03153848 Heat resistant steel comprises (by wt.) 0.05-0.30% C, up to 0.2% Si, up to 1.0% Mn, 1.5-4.0% Ni, 9-13% Cr, 0.5-2.0% Mo, 0.1-0.5% V, 0.01-0.10% N, 0.1-2.0% W, 0.01-0.50% Nb and/or Ta, and balance Fe and incidental impurities.
 - USE - Used for steam turbine rotors, having excellent creep strength at elevated temps. and excellent toughness and strength at low temps. (5pp Dwg.No.070)
 PN - JP3153848 A 19910701 DW199132 000pp
 PR - JP19890292406 19891113
 PA - (TOKE) TOSHIBA KK
 MC - M27-A04 M27-A04C M27-A04M M27-A04N M27-A04T M27-A04V M27-A04X
 DC - M27
 IC - C22C38/00
 AN - 1991-235045 [32]

===== PAJ =====

TI - HEAT-RESISTANT STEEL
 AB - PURPOSE: To manufacture the heat-resistant steel having excellent tensile strength, creep rupture strength and toughness by incorporating specified ratios of C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, N, W, Nb and Ta into Fe.
 - CONSTITUTION: A heat-resistant steel contg., by weight, 0.05 to 0.30% C, 0.2% Si, <=1.0% Mn, 1.5 to 4.0% Ni, 9 to 13% Cr, 0.5 to 2.0% Mo, 0.1 to 0.5% V, 0.01 to 0.10% N, 0.1 to 2.0% W and singly or in total 0.01 to 0.50% Nb and Ta and the balance Fe with inevitable impurities is prepd. In the heat-resistant steel, chromium equivalent shown by a formula $-40XC\% - 30XN\% - 2XMn\% - 4XNi\% - Cr\% + 4XMo\% + 6XSi\% - 11XV\% + 2.5XTa\% + 5XNb\% + 1.5XW\%$ is preferably regulated to about <=11. In this way, the heat-resistant steel having excellent creep strength at a high temp. and having excellent toughness and strength at a low temp. can be obtd. and is useful for a steam turbine rotor or the like.
 PN - JP3153848 A 19910701
 PD - 1991-07-01
 ABD - 19910927
 ABV - 015385
 AP - JP19890292406 19891113
 GR - C0871
 PA - TOSHIBA CORP
 IN - YAMADA MASAYUKI
 I - C22C38/00 ; C22C38/48

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平3-153848

⑬ Int.Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成3年(1991)7月1日

C 22 C 38/00
38/48

3 0 2 Z

7047-4K

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全5頁)

⑮ 発明の名称 耐熱鋼

⑯ 特 願 平1-292406

⑰ 出 願 平1(1989)11月13日

⑱ 発 明 者 山 田 政 之 神奈川県横浜市鶴見区末広町2丁目4番地 株式会社東芝
京浜事業所内

⑲ 出 願 人 株 式 会 社 東 芝 神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

⑳ 代 理 人 弁 理 士 則 近 憲 佑 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

耐熱鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量比で、C 0.05~0.30%、Si 0.2%以下、Mn 1.0%以下、Ni 1.5~4.0%、Cr 9~13%、Mo 0.5~2.0%、V 0.1~0.5%、N 0.01~0.10%、W 0.1~2.0%、Nb、Taの単独あるいは合計が0.01~0.50%、残部Feおよび付随的不純物より成ることを特徴とする耐熱鋼。

(2) 蒸気タービンロータであることを特徴とする請求項1記載の耐熱鋼。

3. 発明の詳細な説明

〔発明の目的〕

(産業上の利用分野)

本発明は、高温で優れたクリープ強さを有するとともに、低温においても優れたじん性、強度を有する耐熱鋼に係り、特に蒸気タービンロータに適した耐熱鋼に関する。

(従来の技術)

ガスタービンと蒸気タービンを組み合わせて熱効率の向上を図ったコンバインドサイクル発電用の蒸気タービンロータや、自家発電用および高速タービン用ロータは、小型化および機構の簡略化という検知から、高圧部から低圧部までを同一の材質で一体構造として使用しており、このような高低圧一体型ロータの材質には、従来、表1に示す(A)の組成より成る合金を主として用いている。

(以下余白)

表 1

	化 学 組 成 (重量%)							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb
A	0.23 ~0.33	最大 0.10	最大 1.0	0.8 ~1.1	0.9 ~1.5	1.1 ~1.5	0.2 ~0.3	0.01 ~0.05
B	0.25 ~0.35	0.15 ~0.35	最大 1.0	最大 0.75	0.9 ~1.5	1.0 ~1.5	0.2 ~0.3	—
C	最大 0.28	0.15 ~0.35	0.2 ~0.6	3.25 ~4.00	1.25 ~2.00	0.3 ~0.6	0.05 ~0.15	—
								Fe 残部

ータを構成した場合には、クリープ強度は十分であるが、じん性に乏しく、ロータ中心部の延性脆性遷移温度 (F A T T) が高い。このため、脆性破壊に対して安全性を十分に保障し得ない欠点がある。一方、合金 (C) で構成した場合には、ロータ中心部の F A T T が室温以下と低いことから、ロータの脆性破壊に対する安全性を十分に確保しうる。しかし、その反面、蒸気温度の高い高圧部ではクリープ強度が不足するという不都合が生ずる。

すなわち、上記合金 A, B, C のいずれを用いても、構成された高低圧一体型タービン用ロータには、一長一短があり、大型化に対して供し難い不都合さがある。

(発明が解決しようとする課題)

本発明は、上記の点に鑑みてなされたもので、高温で優れたクリープ強さを有するとともに、低温での強度およびじん性が優れた耐熱鋼を提供することを目的とするものである。

(発明の構成)

ところで、以上のような蒸気タービンの最高蒸気温度は 500℃程度であったが、近年、熱効率向上の観点から使用蒸気温度が 500℃以上で、かつ発電容量の大きいタービンが望まれている。そのため、使用蒸気温度の上昇とロータ径が増大することから、コンバインドサイクル発電、自家発電、高速タービン用高低圧一体型ロータにおいては、高圧部では優れたクリープ強度が要求され、さらに低圧部においては、タービンの大容量化に伴い、翼長が増大し、ロータにかかる負荷、特に、タービンの起動時にロータにかかる負荷が増すために強度とじん性が必要とされる。しかし、これらの要求に対し、従来より使用されているロータ材 (A) をそのまま適用することは、低圧部での強度およびじん性が不足するため、不可能である。

なお、現在、事業用蒸気タービンロータの構成材料として用いられている合金の組成を、表 1 (B), (C) に示すが、この組成の合金で高低圧一体型ロータを構成した場合には、次のような不都合がある。すなわち、合金 (B) で高低圧一体型ロ

(課題を解決するための手段)

本発明に係る耐熱鋼は、重量比で、C 0.05 ~ 0.30%, Si 0.2% 以下、Mn 1.0% 以下、Ni 1.5 ~ 4.0%, Cr 9 ~ 13%, Mo 0.05 ~ 2.0%, V 0.1 ~ 0.5%, N 0.01 ~ 0.10%, W 0.1 ~ 2.0%, Nb, Ta の単独あるいは合計が 0.01 ~ 0.50%, 残部 Fe および付随的不純物より成り、この金属組織中には実質的にフェライト相を生じないようにした合金である。

(作用)

この発明に係る耐熱鋼は、前述した各合金元素を特定の組成範囲とすることにより、高温で優れたクリープ強度と低温で優れた強度およびじん性を発揮する。その大きな理由としては、合金の素地中に Nb あるいは Ta の炭素化合物が微細に分散析出し、高温でのクリープ変形抵抗を維持するとともに、この微細に分散析出した Nb あるいは Ta 炭素化合物が鍛造および熱処理時に合金の結晶粒の粗大化を防止し、じん性の向上に寄与する。また、W を添加し、その固溶強化機構により低温および

高温での強度を向上する。さらに、低温における強度、じん性を増強するのに有効なNiを多量に含有すること、さらに合金中への脱酸剤として添加するSiの量を減じ、代わりに真空カーボン脱酸を行い、合金中のシリカ系酸化物量を減らすことにより、低温におけるじん性が向上する。なお、この発明に係る耐熱鋼は、以下に示す

$$\begin{aligned} \text{クロム当量} = & -40 \times \text{C}\% - 30 \times \text{N}\% - 2 \times \text{Mn}\% - 4 \times \text{Ni}\% + \text{Cr}\% \\ & + 4 \times \text{Mo}\% + 6 \times \text{Si}\% + 11 \times \text{V}\% + 2.5 \times \text{Ta}\% + 5 \\ & \times \text{Nb}\% + 1.5 \times \text{W}\% \end{aligned}$$

の式で、クロム当量が11以下とすることが望ましい。このことは、本発明に係る耐熱鋼、特に蒸気タービンロータに適用する耐熱鋼の場合、その大型鋼塊でクロム当量が11を越えると局部的な合金成分のばらつきからフェライト相が生成し、クリープ強さやじん性の低下をきたす恐れがあるためである。

この発明に係る耐熱鋼は、以下に述べるようにして製造し得る。まず所定量の合金元素を配合し、溶解後、真空カーボン脱酸を行い、鍛造する。そ

の後、1100～1300℃に加熱後、さらに鍛造し、ロータ等の所定形状化してから、1000～1150℃で均一に加熱する。この加熱は、上記1000～1150℃の温度で完全にオーステナイト組織に変態するのに十分な時間を行う。かくして合金組織を完全にオーステナイト組織に変態させたのち、油中あるいは水噴霧などで約100℃まで急冷する。この急冷により合金は $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態により、実質的に均一なマルテンサイト組織となる。しかる後、このまま100℃付近に数十時間維持し均質化する。さらに、550～700℃で数時間から数十時間維持して焼戻しを行うと合金の組織は最終的に焼戻しマルテンサイト組織となり、高温で優れたクリープ強さと、低温での優れた強度およびじん性を有する耐熱鋼を得ることができる。

ここで、本発明に係る耐熱鋼を構成する材料の合金組成の限定理由について説明する。

C: 0.05～0.30%。Cは、高温で地鉄中に固溶し、オーステナイト組織とし、急冷により $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を起こさせ低温および高温での強度

を向上させるとともに、Nb、Ta、Crなどの元素と炭化物を形成し、高温のクリープ変形抵抗を向上させるのに必要な元素であり、0.05%未満ではその効果が小さく、また、

0.30%を越えると低温でのじん性が低下する。

Si: 0.2%以下。Siは、溶解時の脱酸剤として必要な元素であるが、多量の含有は低温でのじん性を害するため、できるだけ少ない方が望ましく0.2%以下とする。

Mn: 1.0%以下。Mnは、Siと同様に溶解時の脱酸および脱硫剤として添加されるが、多量に添加するとじん性が低下するので1.0%以下とする。

Ni: 1.5～4.0%。Niは、フェライト相の生成を防止し、焼入性を高めるのに必要で、さらに低温における強度とじん性をより向上させるためにも1.5%以上が必要である。なお、4.0%を越えると高温強度の低下が著しくなるためこの範囲とする。

Cr: 9～13%。Crは、地鉄中に固溶し、合金の

強度を向上させるとともに、耐酸化、耐食性を付与させるのに必要な元素で、少なくとも9%は必要である。しかし、多量の含有は好ましくないフェライト相を生成し、高温強度およびじん性の低下をきたすことから13%までとする。

Mo: 0.5～2.0%。Moは、高温および低温での強度を高め、さらに焼戻し脆性を防止するのに必要であり、0.5%未満では、その効果が小さい。また、Moを多量に添加すると、フェライト相が生成し、高温強度およびじん性を低下させることから2.0%までとする。

V: 0.1～0.5%。Vは、高温強度を向上させるのに必要な元素で、0.1%未満ではその効果が少なく、またフェライト生成元素であり、多量の含有はフェライト相を生成し、高温強度およびじん性を低下させるのでこの範囲とする。

N: 0.01～0.10%。Nは、オーステナイト生成元素で、フェライト相の生成を抑制し、特にNbやTaと化合して窒化物を形成して高温の

クリープ変形抵抗を向上させるのに必要で、0.01%未満ではその効果が十分でなく、また、0.10%を越えると巣やマイクロボアの発生を増加させるのでこの範囲とする。

W: 0.1~2.0%。WはMoと同様に、固溶強化により、低温および高温での強度を向上させる元素で、0.1%未満ではその効果が顕著でなく、また、2.0%を越えるとじん性を低下させるのでこの範囲とする。

Nb, Ta: 単独あるいは合計が0.01~0.50%。

Nb, Taは合金中のCおよびNと化合してNb炭窒化物やTa炭窒化物を生成し、合金の素地中へ微細に析出、分散して高温のクリープ強度を向上させるとともに、鍛造および熱処理時の結晶粒の粗大化を防止し、低温でのじん性を向上させるのに必要な元素で、少なくとも0.01%は必要とする。しかし、NbやTaはフェライト生成元素であり、多量の添加は高温強度や、じん性の低下をきたすため0.50%までとする。

(実施例)

次に、本発明について、その実施例を以下に説明する。

まず、表2に示す化学組成の合金試料を用意し、溶解、鍛造した。なお、実施例1, 2, 3, および比較例1, 2については鍛造前に真空カーボン脱酸を実施した。次に、鍛造した各合金試料のインゴットを1200℃に加熱し、鍛造加工を行い、その後表3に示す条件で調質処理を施した。なお、表中の熱処理の欄で、記号A, C, E, Gはロータの中心部、また記号B, D, F, Hは同じくロータの表層部での焼入冷却度をシミュレートしたものである。かくして得た各試験材より引張試験、シャルピー衝撃試験、およびクリープ破断試験を行った。これらの試験結果を表4に示す（なお、表4の中に記したF A T Tとは、シャルピー衝撃試験した後の試験片破面において、延性破面が50%を占める温度のことで、この温度が低いほど、じん性が優れており、タービンロータとして望ましい。）。

表 2

	化 学 組 成 (重量%)									
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Fe
実施例 1	0.14	0.04	0.61	1.58	10.42	1.05	0.22	0.067	0.04	1.02
" 2	0.13	0.04	0.55	2.42	10.58	1.01	0.22	0.061	0.04	0.98
" 3	0.13	0.03	0.69	3.52	10.50	0.99	0.21	0.072	0.04	1.03
比較例 1	0.14	0.04	0.57	0.65	10.62	1.07	0.24	0.063	0.05	0.99
" 2	0.26	0.04	0.59	0.89	1.40	1.20	0.25	0.021	—	—
" 3	0.30	0.27	0.68	0.36	1.11	1.23	0.21	—	—	—
" 4	0.24	0.26	0.37	3.48	1.73	0.43	0.10	—	—	—

表 3

	熱 処 理
実施例 1, 2, 3 比較例 1	A: 1050℃×3 Hr-50℃/Hr焼入, 570℃×4 Hr-炉冷 →640℃×10 Hr-炉冷
"	B: 1050℃×3 Hr-600℃/Hr焼入, 570℃×4 Hr-炉冷 →640℃×10 Hr-炉冷
比較例 2	C: 940℃×3 Hr-50℃/Hr焼入, 660℃×12 Hr-炉冷
"	D: 940℃×3 Hr-600℃/Hr焼入, 660℃×12 Hr-炉冷
比較例 3	E: 970℃×3 Hr-50℃/Hr焼入, 670℃×12 Hr-炉冷
"	F: 970℃×3 Hr-600℃/Hr焼入, 670℃×12 Hr-炉冷
比較例 4	G: 850℃×3 Hr-50℃/Hr焼入, 610℃×12 Hr-炉冷
"	H: 850℃×3 Hr-600℃/Hr焼入, 610℃×12 Hr-炉冷

表 4

合金	機械的性質	熱処理	引張強さ (kgf/mm ²)	0.02%耐力 (kgf/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	室温シャルピー衝撃値 (kg-m/cm ²)	FATT (℃)	クリープ破断 時間 (hr) (条件: 600℃ 15kgf/mm ²)
実施例 1		A	94.2	71.4	20.5	60.5	8.2	+33	13,215
		B	94.8	72.0	19.8	60.5	8.8	+25	13,897
実施例 2		A	96.7	74.1	18.2	58.8	12.5	+2	9,820
		B	97.2	75.5	20.5	60.0	14.2	-3	9,958
実施例 3		A	100.5	78.9	19.2	59.6	17.8	-15	6,781
		B	101.2	80.1	19.2	60.2	19.4	-23	7,025
比較例 1		A	93.8	69.5	19.2	59.6	5.8	+62	15,825
		B	94.0	70.2	20.5	60.5	7.0	+55	16,010
比較例 2		A	80.8	63.9	23.5	65.7	4.9	+35	1,921
		B	81.2	64.3	24.5	66.5	12.2	+3	1,889
比較例 3		A	83.2	64.9	22.0	65.2	2.9	+95	3,028
		B	84.5	66.0	21.7	64.8	4.3	+73	3,210
比較例 4		A	92.8	71.8	22.0	65.6	14.8	-25	289
		B	94.1	73.0	21.6	66.0	20.9	-68	312

表 4 から明らかなように、本発明に係る耐熱鋼は、比較例 1 に比べ高強度でありながら、じん性のはるかに優れている。また、従来の蒸気タービンロータ材である比較例 2, 3, 4 に比べて引張強さやクリープ破断強度は著しく優れている。

〔発明の効果〕

以上のように、本発明に係る耐熱鋼は、従来の蒸気タービン等に使用されている 1Cr-1Mo-0.25V ロータ（比較例 3）、3.5Ni-1.7Cr-0.4Mo-0.4V ロータ（比較例 4）および 1Cr-1Mo-0.25V-0.02Nb ロータ（比較例 2）に比べて、引張強さやクリープ破断強さがはるかに優れており、また、比較例 1 に比べてじん性が極めて優れているため、特に蒸気タービン用ロータ、タービンプレード、ケーシング用締付けボルトとして工業上すぐぶる有用であると言える。

代理人 井理士 則 近 憲 佑

同 弟子丸 健